

• 试验研究 Experimental Research •

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2025.5041

铸态 2A14 铝合金斜轧穿孔实验研究

刘逸凡¹, 杨艳慧¹, 刘宜佳², 赵朗³, 梁正霏¹

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072; 2. 沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳 110850; 3. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

摘 要: 2A14 铝合金作为 2xxx 系铝合金的代表, 在机轮轮毂、航空航天设备连接件中得到广泛应用。为了获得更高强韧性的 2A14 铝合金工件, 以变形温度 360~450 °C、轧制比 1.10~1.96 斜轧穿孔变形的铸态 2A14 铝合金为研究对象, 通过 502 °C/2 h 固溶 + 165 °C/10 h 时效处理对比, 研究了合金组织和力学性能。结果表明, 进行斜轧穿孔变形后, 随着变形温度与轧制比的增大, 合金的原始铸态组织逐渐破碎, 再结晶晶粒与锯齿晶界不断增多; 晶粒内部小角度晶界密度不断增大, 再结晶占比上升, 亚结构和变形晶粒含量下降。合金在变形温度 450 °C、轧制比 1.96 下获得较好的综合力学性能, 各向异性基本消除, 强塑积为 5 824 MPa·%。拉伸断口形貌表明, 合金断裂方式随轧制比增大由脆性断裂转变为韧性断裂。

关键词: 2A14 铝合金; 斜轧穿孔成形; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TG355

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)07-0645-10

Experimental Study on Rotary Tube Piercing of As-cast 2A14 Aluminium Alloy

LIU Yifan¹, YANG Yanhui¹, LIU Yijia², ZHAO Lang³, LIANG Zhengfei¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Shenyang Aircraft Corporation, Shenyang 110850, China; 3. College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: As a representative type of 2xxx series aluminium alloy, 2A14 aluminium alloy has been widely used in aircraft wheel hubs and aerospace equipment connectors. To achieve higher strength and toughness in 2A14 aluminium alloy components, the focus should be on the as-cast 2A14 aluminium alloy subjected to rotary tube piercing deformation within a temperature range of 360~450 °C and a rolling ratio of 1.10~1.96. The microstructure and mechanical properties of the alloy were investigated through comparative analysis after solution treatment (502 °C/2 h) and aging treatment (165 °C/10 h). The results indicate that after rotary tube piercing deformation, the original as-cast structure gradually disintegrates with increasing deformation temperature and rolling ratio, accompanied by an increase in recrystallized grains and serrated grain boundaries. The density of low-angle grain boundaries within the grains increases, the proportion of recrystallization increases, and the content of substructures and deformed grains decreases. The alloy exhibits optimal comprehensive mechanical properties at a deformation temperature of 450 °C and a rolling ratio of 1.96, with nearly eliminated anisotropy and a strength-ductility product of 5824 MPa·%. Fracture morphology analysis reveals that the fracture mode transitions from brittle to ductile as the rolling ratio increases.

Key words: 2A14 aluminium alloy; rotary tube piercing; mechanical properties; microstructure

2A14 铝合金具有良好的强度、韧性以及耐热性, 可用来制作复杂形状的锻件, 广泛应用于航空航天、建筑工程、交通运输等领域^[1]。现代制造业的

不断发展对其强度与韧性提出了更高的要求。斜轧穿孔是一种压扭复合成形的工艺^[2-3], 利用材料心部曼内斯曼效应区域中微裂纹能大幅降低穿孔阻力的

收稿日期: 2025-03-14

基金项目: 重庆市技术创新与应用发展专项重点项目(14003-5110210023)

作者简介: 刘逸凡, 2002 年生, 硕士生。研究方向为金属材料的塑性变形。Email: yifan_liu@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 杨艳慧, 1979 年生, 博士, 副教授。研究方向为难变形材料现代塑性加工理论和先进锻造技术。Email: yangyh@nwpu.edu.cn

引用格式: 刘逸凡, 杨艳慧, 刘宜佳, 赵朗, 梁正霏. 铸态 2A14 铝合金斜轧穿孔实验研究[J]. 铸造技术, 2025, 46(7): 645-654.

LIU Y F, YANG Y H, LIU Y J, ZHAO L, LIANG Z F. Experimental study on rotary tube piercing of as-cast 2A14 [J]. Foundry Technology, 2025, 46(7): 645-654.

特点将实心管坯螺旋轧制为空心毛管^[4-5],具有金属消耗少,设备投入少,成型载荷小,加工成本低,生产效率高等特点^[6]。斜轧穿孔工艺通过对坯料的径向压缩与轴向扭转复合成形,运动模式如图1所示,利用两个倾斜布置同向旋转的主动轧辊将坯料曳入由轧辊和导板组成的密闭空间,使其作螺旋进给运动,穿过轴向定位的固定顶头,将实心的坯料穿制成空心的毛管^[7-8]。黄贤安等^[9]分析了三辊横轧的成形过程,发现在三辊横轧过程中最大主应力与静水压力超过材料强度极限后会发生曼内斯曼效应;蒋宗璠^[10]研究了TC4合金斜轧穿孔过程中的曼内斯曼效应,发现最大主应力随着工艺参数数值的增加呈先增大后减小趋势。

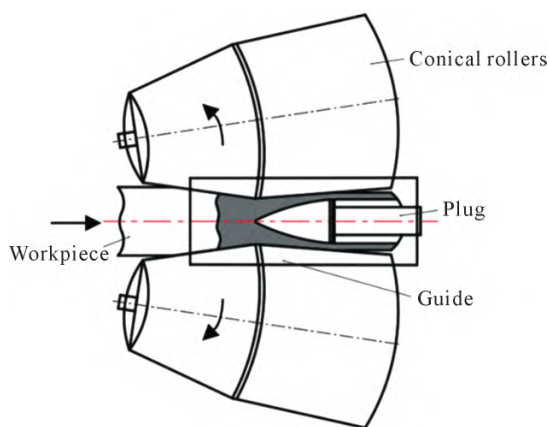


图1 斜轧穿孔成形原理示意图

Fig.1 Schematic diagram of the forming principle of rotary tube piercing

斜轧穿孔工艺一般可以分成3个阶段^[11]:首先是坯料接触顶头到坯料离开变形区,顶头对坯料的阻力不断增加,使坯料头部区域难以沿轴向延伸,金属沿径向流动,坯料直径增大;其次是坯料头部金属离开变形区到坯料尾部金属离开变形区,此过程的金属流动相对稳定,属于稳态阶段;最后是坯料尾部离开变形区到最终轧制结束,坯料被顶头完全贯穿,受到的阻力逐渐减小,且坯料尾部材料沿轴向流动大于径向,尾部直径较小。变形过程中,温度以及应力应变的最大值在管坯和轧辊、顶头的接触区域^[12],最大的静水压力在管坯心部位置^[13]。张一帆等^[14]模拟了TiB95合金在高温下斜轧穿孔过程中的金属流动,发现管坯的应力和应变呈W型分布;Murillo-Marrodán等^[15]建立了旋转穿孔过程有限元模型,发现坯料温度分布不均匀和塞棒弯曲变形之间的综合效应是导致壁厚偏心缺陷的主要原因;Derazkola等^[16-17]研究了超马氏体Cr13不锈钢的斜轧穿孔过程,发现穿孔过程中沿管坯截面的不均匀应变率会影响裂纹扩展,而摩擦系数不影响管坯的

温度演变;Ding等^[18]研究了使用三辊斜轧穿孔工艺制备的镁合金无缝管,发现合金的伸长率与晶界滑移以及显著的晶粒细化导致的非基面滑移相关。

目前,针对斜轧穿孔工艺对材料组织性能的影响规律的研究鲜有报道。本文通过2A14铝合金斜轧穿孔实验分析了2A14铝合金经斜轧穿孔成形及固溶-时效后的力学性能变化及组织形貌分布,研究了关键工艺参数对斜轧穿孔过程坯料的组织性能演变规律,为2A14铝合金在斜轧穿孔工艺上的应用提供依据。

1 实验材料与方法

实验材料为2A14铝合金铸锭,其主要化学成分如表1,高倍组织如图2所示。从铸锭上切取 $\phi 100\text{ mm} \times 200\text{ mm}$ 的斜轧穿孔试样,试样形状及尺寸如图3所示。为了研究斜轧穿孔工艺对2A14铝合金强韧化的影响,实验设置了360、390、420、450℃四种轧制温度以及1.10、1.56、1.96三种轧制比,具体实验参数如表2所示,使用基于西北工业大学高温结构材料成形与仿真课题组自主研发的双螺线锥形辊斜轧穿孔机进行实验,如图4所示,其中辊距94 mm,顶头前伸15 mm,导板间距为105 mm,辗轧角15°。成形后的斜轧穿孔试样在502℃下固溶保温2 h,后水冷至室温;之后在165℃下时效保温10 h,后空冷至室温。

表1 铸态2A14铝合金主要化学成分表

Tab.1 Main chemical compositions of the as-cast 2A14 aluminium alloy

(mass fraction/%)							
Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Ni	Zn	Ti
4.3	0.6	0.6	0.7	0.1	0.004	0.01	0.03

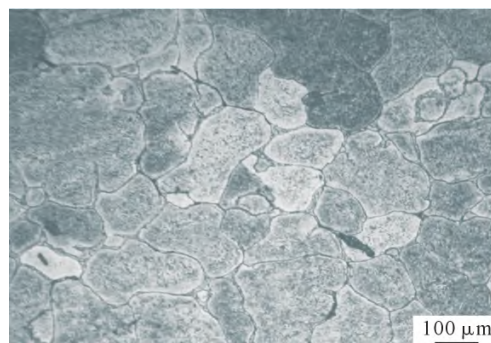


图2 铸态2A14铝合金高倍组织

Fig.2 High-magnification microstructure of the as-cast 2A14 aluminium alloy

固溶-时效处理后的斜轧穿孔试样沿径向切取15 mm×5 mm×5 mm高倍试样,取样位置如图5所示;沿周向和轴向各切取4根 $\phi 8\text{ mm} \times 55\text{ mm}$ 试块,并加工获得室温拉伸试样,试块的取样位置及室温

表 2 斜轧穿孔成形工艺参数

Tab.2 Forming process parameters for rotary tube piercing

Blank number	Rolling temperature/℃	Punch tip diameter/mm	Rolling ratio
1#	360	70	1.96
2#		60	1.56
3#		30	1.10
4#		70	1.96
5#	390	60	1.56
6#		30	1.10
7#		70	1.96
8#		60	1.56
9#	420	30	1.10
10#		70	1.96
11#		60	1.56
12#		30	1.10

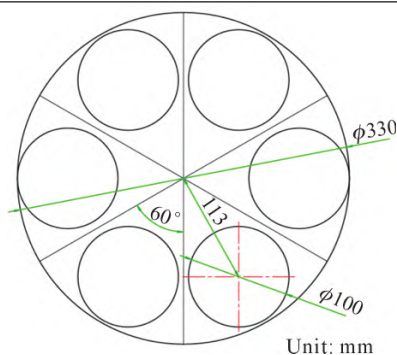


图 3 斜轧穿孔试样取样

Fig.3 Sampling diagram of rotary tube piercing samples



图 4 斜轧穿孔设备实物

Fig.4 Photograph of the rotary tube piercing equipment

拉伸试样的加工方案如图 5 和 6 所示。采用 Instron3382 电子万能材料实验机进行拉伸实验,每组实验条件下拉伸 2 次,拉伸速率为 2 mm/min。

采用 OLMPUS 光镜观察斜轧穿孔试样轴向与弦向的显微组织;随后采用 ZEISS Gemini 500 场发射扫描电镜对高倍试样进行 EBSD 观察,使用电解抛光,电解液为 10% HClO_4 +90% CH_3OH 的混合液,工作参数为:电压 25~28 V,时间 25 s;采用 TES-

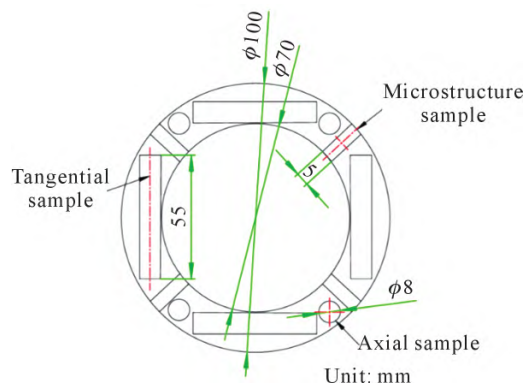


图 5 高倍试样与拉伸试样取样位置

Fig.5 Sampling locations for high-magnification and tensile samples

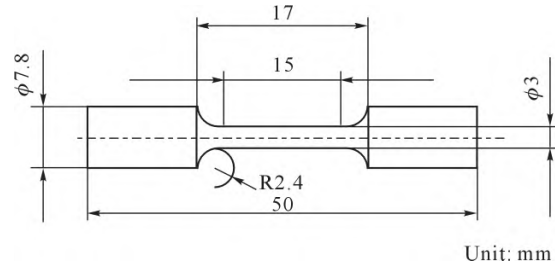


图 6 室温标准拉伸试样尺寸

Fig.6 Size of the standard tensile sample

CAN VEGA 3 LMU 场发射扫描电子显微镜观察拉伸试样断口的微观形貌。

2 实验结果及讨论

2.1 显微组织

图 7 给出了轧制比 1.96 下不同变形温度的斜轧穿孔试样经固溶-时效处理后外壁与内壁的显微组织。从图中可以看出,斜轧穿孔试样的晶粒组织均为拉长的变形晶粒。当变形温度为 360 ℃时,变形晶粒沿变形方向两端的变形程度大于晶粒中间位置。轴向外壁部位晶粒其长度与宽度方向尺寸约为 200 和 30 μm ,长轴比约为 6~7,大量球状、针状第二相颗粒分布在晶界上,尺寸约 6 μm ;内壁部位晶粒长宽尺寸与外壁晶粒接近,长轴比约为 6,晶界呈锯齿状,少量晶粒首尾两侧边缘位置发生破碎,与主体分离。该温度下斜轧穿孔成形的 2A14 铝合金主要软化机制为动态回复,变形晶粒内部可以观察到细小亚晶界,未观察到明显的动态再结晶特征。当变形温度为 390 ℃时,斜轧穿孔试样的组织以拉长的变形晶粒为主,第二相颗粒数量略有减少。外壁部位晶粒长度与宽度方向尺寸分别为 180 和 32 μm ,长轴比达到 5~6;边缘位置变形晶粒的晶界出现了部分锯齿化,锯齿较小且不明显。当变形温度为 420 ℃时,斜轧穿孔试样的内壁组织依旧为大变形拉长晶粒,晶界较为清晰平直,长度与宽度方向尺寸分别为 170

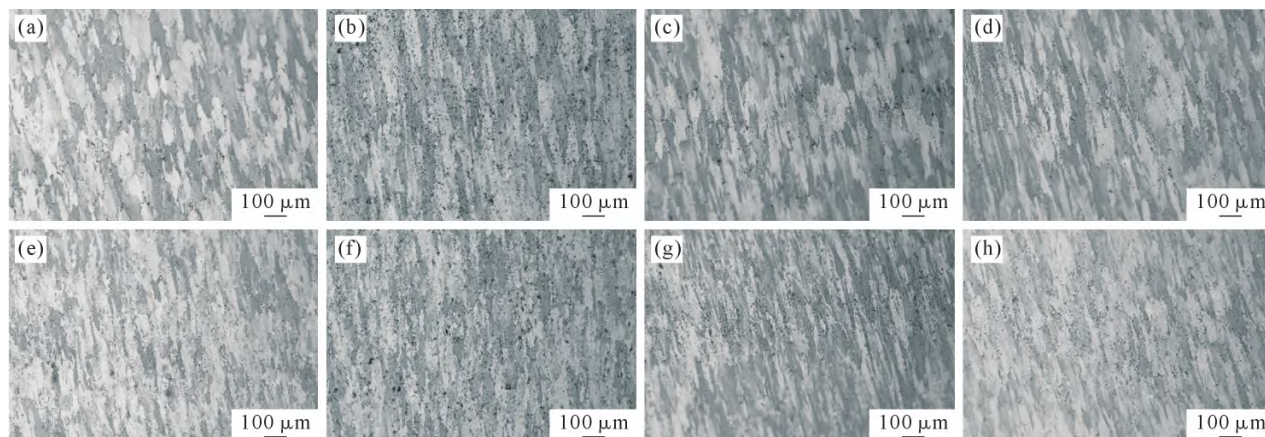


图 7 斜轧穿孔轧制比 1.96 下不同变形温度的显微组织:(a) 360 °C, 内壁;(b) 390 °C, 内壁;(c) 420 °C, 内壁;(d) 450 °C, 内壁;(e) 360 °C, 外壁;(f) 390 °C, 外壁;(g) 420 °C, 外壁;(h) 450 °C, 外壁

Fig.7 Microstructures of samples under rotary tube piercing with a rolling ratio of 1.96 at various deformation temperatures:
(a) 360 °C, inner wall; (b) 390 °C, inner wall; (c) 420 °C, inner wall; (d) 450 °C, inner wall; (e) 360 °C, outer wall; (f) 390 °C, outer wall; (g) 420 °C, outer wall; (h) 450 °C, outer wall

和 37 μm, 晶界周围分布的部分第二相沿轧制方向被拉长;管坯外壁组织的变形较为复杂,破碎晶界较多,部分晶界呈锯齿状,锯齿程度较为严重。当变形温度为 450 °C 时,斜轧穿孔试样的晶粒长度逐渐缩短,宽度逐渐扩宽,内壁部位晶粒长度与宽度方向尺寸分别为 160 和 40 μm,析出的第二相颗粒更少;外壁组织晶界扭折破碎程度更大,晶界锯齿化更加严重。试样不同位置晶界处均可观察到少量再结晶晶粒,此温度下 2A14 铝合金发生了动态再结晶及部分几何动态再结晶。

图 8 给出了变形温度 450 °C 时轧制比 1.1 和 1.56 下斜轧穿孔试样经固溶-时效处理后外壁与内

壁的显微组织。结合图 7 和 8 可以看出,当轧制比为 1.1 时,管坯所受变形较小,部分晶粒基本没有发生变形,仍保持原始铸态组织的等轴状晶粒,内壁和外壁位置的晶粒为沿轧向方向伸长的粗大晶粒,其拉长程度较小,晶粒宽度约为 50~100 μm,晶界较为明显,且连续分布着粗大第二相;当轧制比为 1.56 时,大部分原始等轴晶粒组织转变为拉长程度较小的变形晶粒,在大变形晶粒内部可以观察到亚晶界,同时存在晶粒碎化现象;当轧制比达到 1.96 时,大量第二相颗粒连续分布在晶界上,晶粒拉长程度更加剧烈,原始铸态组织完全破碎,晶粒组织已经完全转变为变形程度较大的拉长晶粒以及少量细小的再结晶

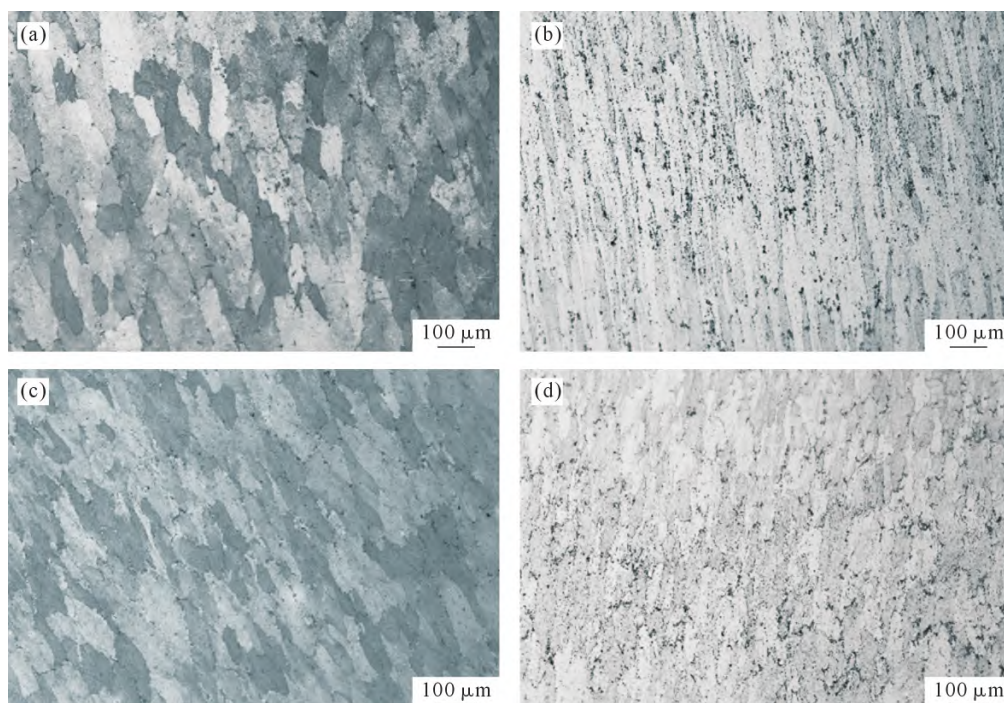


图 8 斜轧穿孔变形温度 450 °C 不同轧制比的显微组织:(a) 1.1, 内壁;(b) 1.56, 内壁;(c) 1.1, 外壁;(d) 1.56, 外壁
Fig.8 Microstructures of samples under rotary tube piercing at a deformation temperature of 450 °C with various rolling ratios:
(a) 1.1, inner wall; (b) 1.56, inner wall; (c) 1.1, outer wall; (d) 1.56, outer wall

晶粒,变形晶粒内部亚晶界更加清晰,大多数的亚晶界形状呈现拉长状,拉长方向与轧制方向一致。随着轧制比的增加,晶粒拉长程度逐渐增大,原始铸态组织逐渐消失,晶界表面分布的第二相颗粒逐渐增多,变形晶粒内部产生了较多拉长的亚晶界,且外壁处的组织亚晶界更加清晰、宽度更窄,拉长效果更明显。造成这种现象的原因是变形量的增大产生了大量的位错,这些位错在变形过程中相互缠结抵消,最终形成了更多的亚结构,而外壁位置受到了压缩和扭转变形的同时作用,产生的变形量更大,使变形晶粒的宽度在被进一步缩窄的同时,晶粒内部先形成的亚结构同样沿晶粒变形方向被拉长。

2.2 拉伸力学性能

图 9 给出了轧制比 1.96 下不同变形温度的斜轧穿孔试样轴向和弦向的强度和伸长率数值。从图中可以看出,随变形温度的升高,屈服、抗拉强度和延伸率均呈先降低后升高的趋势。其中,试样的轴向强度和伸长率在 390 °C 时最小,分别为 434 MPa、378 MPa 和 10.4%;随着温度逐渐上升,试样的强度和伸长率开始增大,在 450 °C 时达到最高,为 455 MPa、384 MPa 和 12.8%,分别提升 4.8%、1.5%和 25.4%。试样弦向的强度和伸长率随变形温度的变化趋势与轴向相同,在 390 °C 时强度和伸长率最小,分别为

432 MPa、372 MPa 和 10.2%;450 °C 时的强度和伸长率数值上升至最大,为 448 MPa、373 MPa 和 12.3%,分别提升 3.7 %、0.2 %和 20.5 %。结合图 9a 和 b 所示的试样轴向、弦向力学性能来看,斜轧穿孔成形试样的各向异性基本消除,弦向与轴向的强度、伸长率相差极小。采用强塑积表征合金的强韧性水平:

$$U_T = \sigma_b \cdot A \quad (1)$$

式中, σ_b 为抗拉强度; A 为伸长率。在 450 °C 时拉伸试样的强塑积最高,轴向数值为 5 824 MPa·%,弦向数值为 5 510.4 MPa·%。

图 10 给出了变形温度 450 °C 时不同轧制比下斜轧穿孔试样轴向和弦向的强度和伸长率数值。从图中可以看出,随着轧制比的增加,试样的抗拉强度和屈服强度小幅度增加,而伸长率显著增大。轧制比为 1.96 时试样的抗拉强度、屈服强度和伸长率最高,在轴向上较轧制比 1.1 时分别高 8.3%、9.7%和 640%;在弦向较轧制比 1.1 时高 7.4%、1.3%和 454%。造成这种现象的原因是轧制比为 1.1 时,试样的变形程度较小,性能接近原始铸锭材料,伸长率小于 5 %,发生脆性断裂。随着轧制比的增加,原始等轴状大晶粒已经转换为拉长晶,内部位错密度增大,彼此互相缠结,阻碍位错运动,使得试样强度提高;同时,轧制比的增大使得试样原本存在的铸态组织挤压破碎,

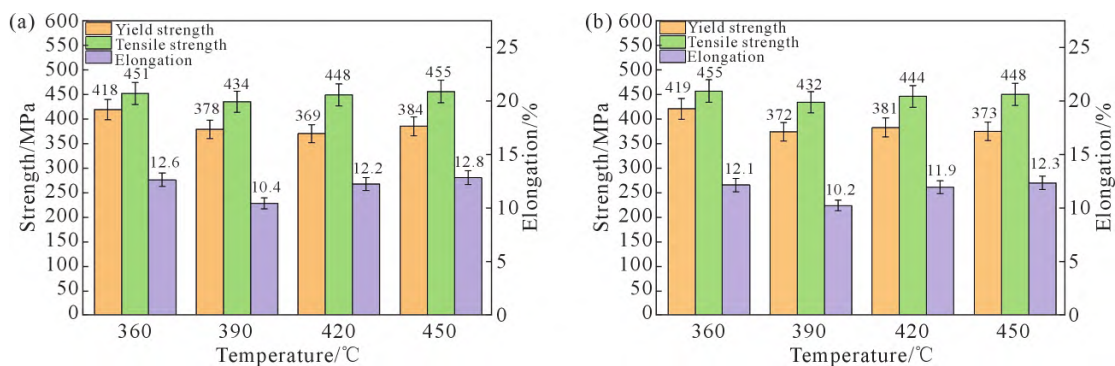


图 9 斜轧穿孔轧制比 1.96 下不同变形温度的力学性能:(a) 轴向;(b) 弦向

Fig.9 Tensile mechanical properties of samples under rotary tube piercing with a rolling ratio of 1.96 at various deformation temperatures: (a) axial direction; (b) tangential direction

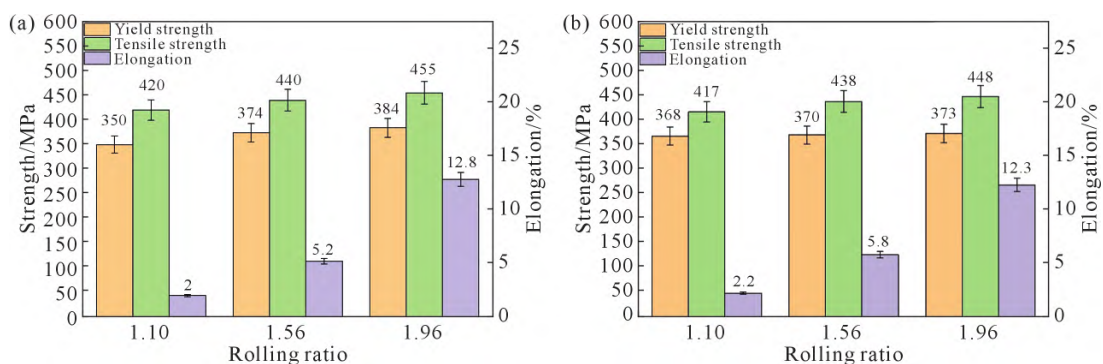


图 10 斜轧穿孔变形温度 450 °C 下不同轧制比的力学性能:(a) 轴向;(b) 弦向

Fig.10 Tensile mechanical properties of samples under rotary tube piercing at a deformation temperature of 450 °C with varying rolling ratios: (a) axial direction; (b) tangential direction

断裂方式由脆性断裂转变为韧性断裂, 伸长率显著提高。

为验证斜轧穿孔工艺对 2A14 铝合金强韧性的影响, 选取力学性能最佳工艺参数(变形温度 450 °C、轧制比 1.96、热处理制度: 固溶 502 °C 2 h+ 时效 165 °C 10 h)与 3 组对比例进行力学性能对比, 如图 11 所示。其中, 对比例 1 为 GB/T 6893—2022《铝及铝合金拉(轧)制管材》2A14-T6 状态的标准力学性能; 对比例 2 为文献[19]所述原材料为铸锭, 轧制变形量为 60% 后所得 2A14-T6 态铝合金; 对比例 3 为文献[20]所述原材料铸锭经 3 道次多向锻造开坯后进行轧制的 2A14-T6 铝合金筒形壳段。从图中可以看出, 相较于对比例 1, 斜轧穿孔管坯的伸长率高于国标规定的室温拉伸力学性能, 高出 113.3%, 即本文结果在不损失强度的基础上大幅提高了伸长率; 相较于对比例 2, 斜轧穿孔得到的管坯力学性能均优于铸锭直接轧制(变形量为 60%)的轧制件力学性能, 其中, 屈服强度高出 26.7%, 伸长率高出 22.6%; 相较于对比例 3, 斜轧穿孔成形的管件较多向锻造开坯后轧制的筒形轧件, 强度基本相近, 伸长率有所提升, 高出 13.2%。通过对比可以看出, 斜轧穿孔工艺成形的管坯, 在抗拉强度、屈服强度满足国标所规定数值的情况下, 伸长率得到显著的提高, 满足在应用领域使用的基本要求。相较于原始材料为铸锭直接轧制成形的轧制件, 斜轧穿孔管坯的强度和伸长率

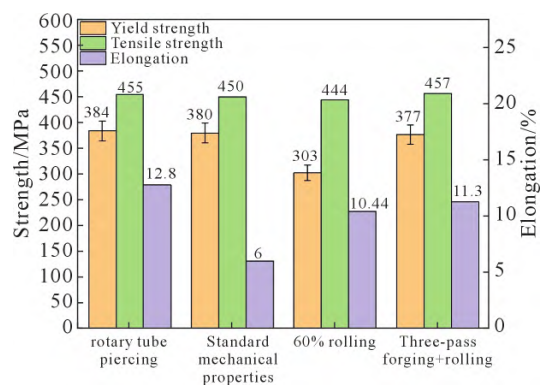


图 11 2A14 铝合金力学性能对比^[19-20]

Fig.11 Comparison of mechanical properties of the 2A14 aluminium alloys^[19-20]

提升显著; 相较于经过多向锻造大变形开坯后再进行轧制的轧制件, 斜轧穿孔管坯强度基本与之持平, 伸长率仍有提高。由此可见, 斜轧穿孔工艺成形可以有效提升 2A14 铝合金的强韧性。

2.3 断口分析

图 12 给出了轧制比 1.96 时不同变形温度下的断口形貌。从图 12a 和 b 中可以看出, 在变形温度 360、390 °C 时, 管坯的断裂方式主要为韧性断裂, 断口形貌主要为小而浅的韧窝与撕裂棱, 同时伴有少部分脆性断裂特征; 大部分韧窝尺寸约为 6~8 μm, 同时有少部分弥散孤立分布的大尺寸韧窝, 尺寸约为 15~20 μm。从图 12c 和 d 中可以看出, 当变形温度达到 420、450 °C 时, 第二相粒子尺寸开始显著增

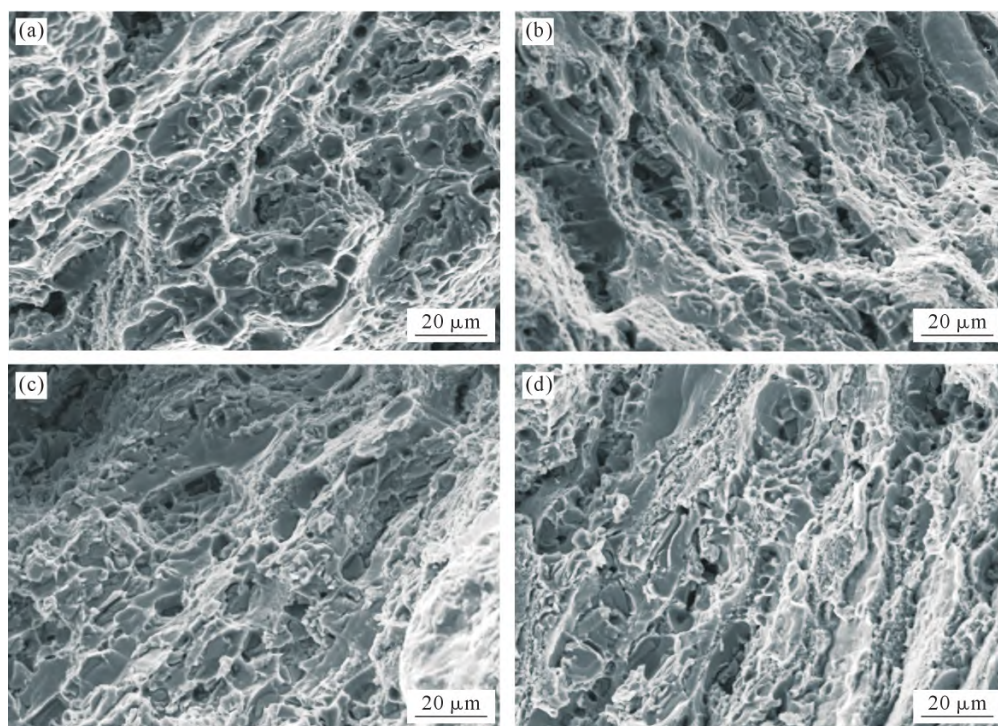


图 12 斜轧穿孔轧制比 1.96 时不同变形温度下的断口形貌: (a) 360 °C; (b) 390 °C; (c) 420 °C; (d) 450 °C

Fig.12 Fracture morphology of samples under rotary tube piercing with a rolling ratio of 1.96 at various deformation temperatures:

(a) 360 °C; (b) 390 °C; (c) 420 °C; (d) 450 °C

大,部分第二相特别粗大,尺寸已经达到 $18\sim 22\ \mu\text{m}$,在此处产生的断口韧窝大而深,尺寸约为 $20\sim 25\ \mu\text{m}$ 。当轧制比相同时,随着变形温度的升高,断口处韧窝间的直径差异不断增大,存在解理特征的脆性断裂区逐渐增多。

图 13 给出了变形温度 $450\ ^\circ\text{C}$ 时不同轧制比下的断口形貌。从图 13a 中可以看出,轧制比 1.1 时的拉伸断口表面几乎没有韧窝,只存在少量的撕裂棱,断口形貌主要为大量的解理台阶和河流状花样,断裂面存在少量的微孔,是典型的准解理断裂特征。从图 13b 中可以看出,轧制比 1.56 时的断口形貌表现出了较为明显的韧性断裂特征,存在部分小尺寸韧窝分布在由粗大第二相引起的大尺寸周围,同时还具有准解理断裂和沿晶断裂的特征,此时断裂方式为“韧性+脆性”混合型断裂。轧制比 1.96 时的断口形貌已在上文分析。当轧制比为 1.1 时,原始铸态晶粒变形量很小,脆性断裂区较多,管坯的断裂方式为准解理断裂,而该管坯伸长率为 2%,与原始铸锭材料延伸率近似也能说明,其断裂方式与铸锭相同,为脆性断裂。轧制比达到 1.56 时,管坯所受塑性变形变大,部分原始铸态组织转变为了拉长晶,管坯内部只存在少量的铸态缺陷,断裂方式有脆性断裂转变为“韧性+脆性”混合型断裂。轧制比达到 1.96 后,管坯所受塑性变形更大,原始组织完全转变为了大量的变形晶粒与小部分的再结晶晶粒,管坯的断裂方式为微孔聚集性韧性断裂,管坯的伸长率得到大幅度提高,为 12.8%。

2.4 EBSD 分析

图 14 给出了轧制比 1.96 时,变形温度 $360\ ^\circ\text{C}$ 与 $450\ ^\circ\text{C}$ 下斜轧穿孔管坯外壁处大小角度晶界以及再结晶分布图,其中图 14a 和 d 的黑色粗实线为取向差大于 15° 的大角度晶界,红色细实线为取向差大于 2° 小于 15° 的小角度晶界;图 14b 和 c 的蓝色部分为再结晶,黄色部分为亚结构,红色部分为变形

晶粒。从图 14a~c 中可以看出,变形温度 $360\ ^\circ\text{C}$ 时,变形晶粒较为扁长,晶粒内部分布着大量的亚晶界,组织内再结晶占比为 9%,亚结构占比 17%。在变形温度较低时,合金组织内部等轴状的再结晶小晶粒占比较少,分布较为均匀,亚结构占比较多,为动态回复的典型特征,此时斜轧穿孔工艺变形的 2A14 铝合金软化机制为动态回复。从图 14d~f 中可以看出,当变形温度为 $450\ ^\circ\text{C}$ 时,大角度晶界增多,小角度晶界减少,组织内部观察到较多的无畸变等轴小晶粒,晶粒尺寸明显增大,再结晶占比达到 15%,亚结构占比为 5%。相较于 $360\ ^\circ\text{C}$ 时,合金内再结晶含量增加,部分等轴再结晶小晶粒长大,亚结构所占比例降低,这是因为变形温度升高后,高温促进了再结晶晶粒的形核长大,在高层错能金属中,晶粒内部亚结构开始互相合并最终形成再结晶晶粒。此时 2A14 铝合金软化机制为由动态回复逐渐转变为动态再结晶。随着轧制温度升高,合金内再结晶占比增加,在同样塑性变形量下,变形分散在更多的晶粒内进行,变形较均匀,且每个晶粒中塞积的位错少,因应力集中引起的开裂机会较少,可以在断裂之前承受较大的变形量,即表现出较高的韧性,与拉伸力学性能测试中轧制比 1.96 下变形温度 $450\ ^\circ\text{C}$ 时试样的强塑积高于变形温度 $360\ ^\circ\text{C}$ 时的结果相符合。

图 15 给出了变形温度 $450\ ^\circ\text{C}$ 时、轧制比 1.1 与 1.56 下斜轧穿孔管坯外壁处大小角度晶界以及再结晶分布图,其中图 15a 和 d 的黑色粗实线为取向差大于 15° 的大角度晶界,红色细实线为取向差大于 2° 小于 15° 的小角度晶界;图 13b 和 e 的蓝色部分为再结晶,黄色部分为亚结构,红色部分为变形晶粒。从图 15a~c 中可以看出,轧制比 1.1 时,合金内基本上没有等轴状小晶粒,存在部分原始组织的等轴晶粒,晶界内部只存在极少量的小角度晶界,且变形晶粒较宽,晶粒内部的小角度晶界较少。此时组织内再结晶占比为 1%,亚结构占比 60%。在轧制比较低

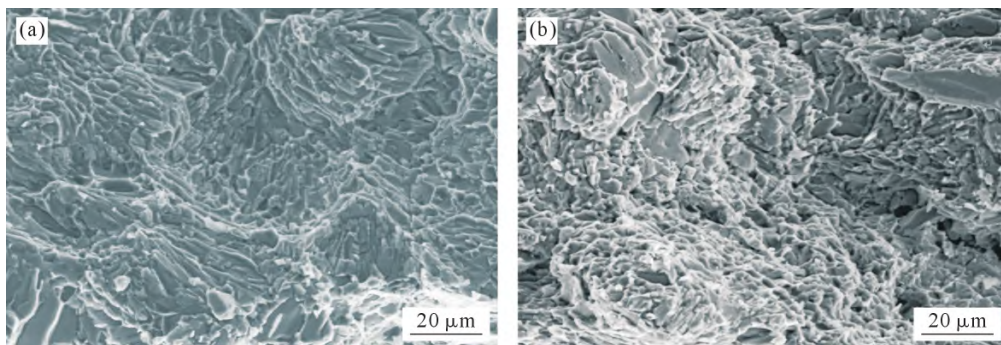


图 13 斜轧穿孔变形温度 $450\ ^\circ\text{C}$ 时不同轧制比下的断口形貌:(a) 1.1; (b) 1.56

Fig.13 Fracture morphology of samples under rotary tube piercing at a deformation temperature of $450\ ^\circ\text{C}$ with various rolling ratios: (a) 1.1; (b) 1.56

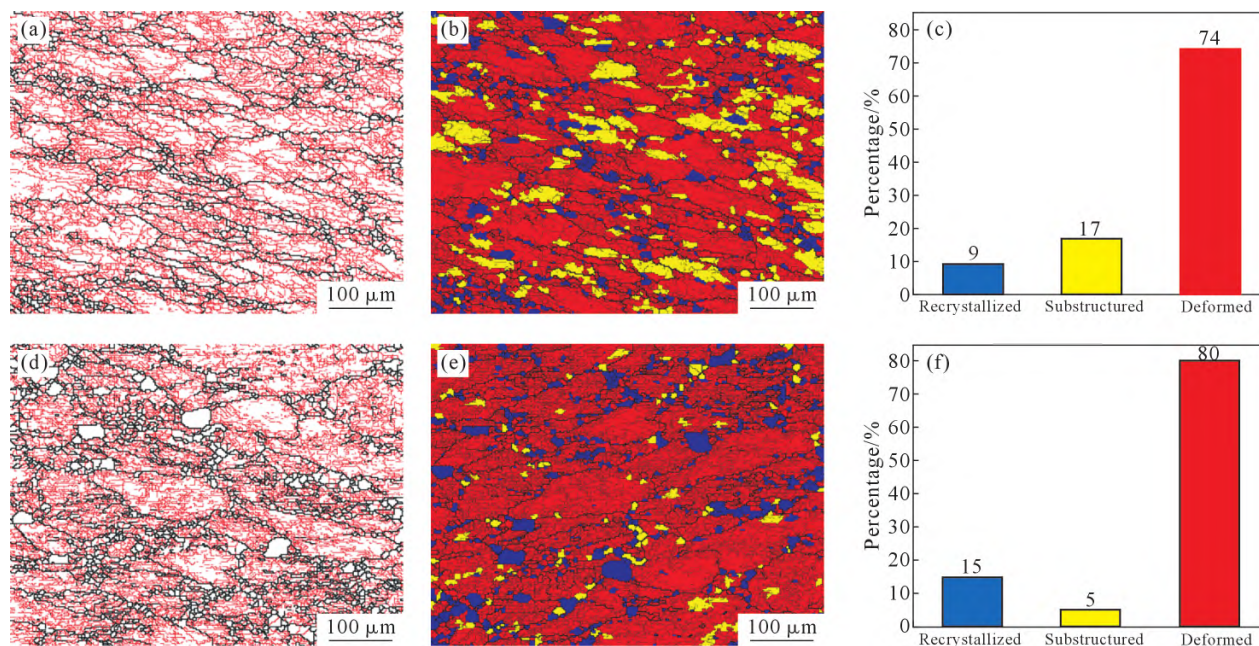


图 14 斜轧穿孔轧制比 1.96 时不同变形温度下管坯外壁处的晶界分布:(a) 360 °C, 大小角度晶界分布;(b) 360 °C, 再结晶分布;(c) 360 °C, 再结晶占比;(d) 450 °C, 大小角度晶界分布;(e) 450 °C, 再结晶分布;(f) 450 °C, 再结晶占比

Fig.14 Grain boundary distribution at the outer wall of the tubular samples under rotary tube piercing with a rolling ratio of 1.96 at various deformation temperatures: (a) 360 °C, distribution map of high-angle and low-angle grain boundaries; (b) 360 °C, recrystallized grain distribution map; (c) 360 °C, recrystallization fraction; (d) 450 °C, distribution map of high-angle and low-angle grain boundaries; (e) 450 °C, recrystallized grain distribution map; (f) 450 °C, recrystallization fraction

时,每个晶粒受到的变形量较小,变形带来的储存能不足以完成再结晶过程,因此基本没有发生再结晶,晶粒内部基本没有取向差的变化,相邻取向差非常小,这会导致 EBSD 识别再结晶组织过程中将这种几乎没有内部取向差的组织认为是亚结构,因此会出现亚结构占比偏高的情况。从图 15d~f 中可以看

出,合金内原始等轴晶粒完全消失,变形晶粒变得窄长,小角度晶界明显增多,大角度晶界周围均匀分布一些小尺寸的无畸变等轴晶。此时组织内再结晶占比 4%,亚结构占比 22%,此时变形量仍然较小,变形储能不足以发生动态再结晶行为,而在内部形成了大量的小角度晶界,亚晶数量逐渐增多。轧制比

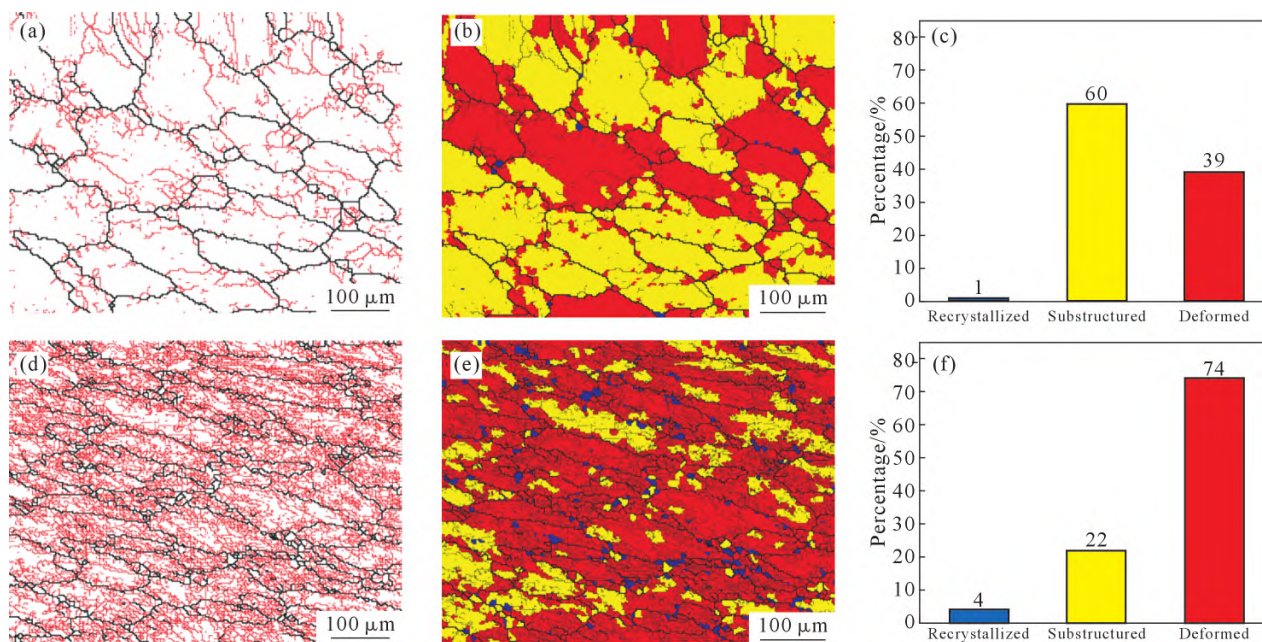


图 15 斜轧穿变形温度 450 °C 时不同轧制比下管坯外壁处的晶界分布:(a) 1.1, 大小角度晶界分布;(b) 1.1, 再结晶分布;(c) 1.1, 再结晶占比;(d) 1.56, 大小角度晶界分布;(e) 1.56, 再结晶分布;(f) 1.56, 再结晶占比

Fig.15 Grain boundary distribution at the outer wall of the tubular samples under rotary tube piercing at a deformation temperature of 450 °C with various rolling ratios: (a) 1.1, distribution map of high-angle and low-angle grain boundaries; (b) 1.1, recrystallized grain distribution map; (c) 1.1, recrystallized fraction; (d) 1.56, distribution map of high-angle and low-angle grain boundaries; (e) 1.56, recrystallized grain distribution map; (f) 1.56, recrystallized fraction

1.96 管坯的大小角度晶界图和再结晶分布规律已在图 14d~f 中给出,随着轧制比的增加,管坯获得了更大的变形储能,使得晶粒内部的亚结构开始合并迁移,最终使大角度晶界增多,亚结构占比减小,再结晶晶粒占比提高。

3 结论

(1)斜轧穿孔工艺后的 2A14 铝合金组织主要为沿轧制方向拉长的变形晶粒,其中外壁位置晶粒长轴比最大,内壁位置次之;随着变形温度与轧制比的增大,合金的原始铸态组织逐渐破碎,再结晶晶粒与锯齿晶界不断增多。

(2)随着斜轧穿孔工艺变形温度与轧制比的增大,2A14 铝合金的晶粒组织内部小角度晶界密度不断增大,再结晶占比上升,亚结构和变形晶粒含量下降,合金软化机制为由动态回复逐渐转变为动态再结晶。

(3)斜轧穿孔工艺可以显著提升 2A14 铝合金的强韧性。在变形温度 450 °C、轧制比 1.96 下获得的 2A14 铝合金斜轧穿孔管坯的弦向与轴向的强度、伸长率相差极小,各向异性基本消除,且强塑积最高,数值为 5 824 MPa·%。同时拉伸断口形貌表明,随着轧制比增大,管坯的断裂方式逐渐由脆性断裂转变为韧性断裂。

参考文献:

- [1] YANG Y H, ZHANG Z H, CHEN X Y, WANG X, ZHANG Y Y, LIU Y J, LIANG Z F. Reduction in quenching residual stress of 2219 aluminum alloy ring by cold bulging process[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2023, 52(10): 3355-3362.
- [2] LU L, WANG Z X, WANG F Z, ZHU G Y, ZHANG X X. Simulation of tube forming process in mannesmann mill[J]. Journal of Shanghai Jiaotong University (Science), 2011, 16(3): 281-285.
- [3] HAYASHI C, AKIYAMA M, YAMAKAWA T. Advancements in cone-type rotary piercing technology[J]. Journal of Manufacturing Science & Engineering, 1999, 121(3): 313-320.
- [4] KOMORI K. Simulation of mannesmann piercing process by the three-dimensional rigid-plastic finite-element method[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2005, 47(12): 1838-1853.
- [5] CETINKAYA K. A study of the microscopic deformation behavior of a phosphor bronze plate during arbitrary holes piercing process [J]. Materials & Design, 2007, 28(1): 294-300.
- [6] 田党. 高温合金无缝管材的研制与生产[J]. 钢管, 2002(3): 1-6. TIAN D. Development and production of high-temperature alloy seamless tubulars[J]. Steel Pipe, 2002(3): 1-6.
- [7] ZHANG K F, WANG Z R, KANG D C. FEM analysis of axisymmetrical superplastic piercing process[J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 1990(3): 155-158.
- [8] 成海涛. 斜轧扩管工艺分析[J]. 钢管, 1999(6): 5-10. CHENG H T. Analysis of pipe rotary expanding process[J]. Steel Pipe, 1999(6): 5-10.
- [9] 黄贤安,王海儒. 三辊楔横轧的曼内斯曼效应[J]. 山西冶金, 2015, 38(5): 36-40. HUANG X A, WANG H R. The mannesmann effect of three-roll cross wedge rolling[J]. Shanxi Metallurgy, 2015, 38(5): 36-40.
- [10] 蒋宗璠. TC4 斜轧穿孔曼内斯曼效应机理研究[D]. 西安:西安建筑科技大学, 2018. JIANG Z F. Study on mechanism of the mannesmann effect in TC4 cross piercing[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2018.
- [11] 邱永泰. 关于二辊斜轧管机的讨论[J]. 钢管, 2010, 39(4): 1-11. QIU Y T. Discussion on 2-roll rotary-rolling pipe mill[J]. Steel Pipe, 2010, 39(4): 1-11.
- [12] 谢玲玲,黄贞益,王萍. 钢管斜轧穿孔过程的三维有限元数值模拟及分析[J]. 重型机械, 2007(6): 43-48. XIE L L, HUANG Z Y, WANG P. 3D-FEM numerical simulation and analysis in pipe cross-rolling piercing process[J]. Heavy Machinery, 2007(6): 43-48.
- [13] MORI K, YOSHIMURA H, OSAKADA K. Simplified three-dimensional simulation of rotary piercing of seamless pipe by rigid-plastic finite-element method [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 80-81: 700-706.
- [14] 张一帆,宋德军,张智超,王剑锋. TiB95 合金管材斜轧穿孔工艺的有限元模拟[J]. 塑性工程学报, 2022, 29(8): 110-116. ZHANG Y F, SONG D J, ZHANG Z C, WANG J F. Finite element simulation of cross rolling piercing process of TiB95 alloy tube[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2022, 29(8): 110-116.
- [15] MURILLO-MARRODÁN A, GARCÍA E, BARCO J, CORTÉS F. Analysis of wall thickness eccentricity in the rotary tube piercing process using a strain correlated FE model[J]. Metals, 2020, 10(8): 1045.
- [16] DERAZKOLA H A, GIL E G, MURILLO-MARRODÁN A. Analysis of super Cr13 stainless-steel internal fracture growth effects during skew mill piercing process[J]. Results in Engineering, 2024, 21: 101682.
- [17] DERAZKOLA H A, GARCIA E, MURILLO-MARRODÁN A. Effects of skew rolling piercing process friction coefficient on tube twisting, strain rate and forming velocity[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 7254-7272.
- [18] DING X F, KUAI Y L, LI T, ZHOU Y, SHUANG Y H. Enhanced mechanical properties of magnesium alloy seamless tube by three-roll rotary piercing with severe plastic deformation[J]. Materials Letters, 2022, 313: 131655.
- [19] 李姚君,何方有,郜均虎,丁佐军. 轧制变形量对 2A14 铝合金组织及性能的影响[J]. 冶金管理, 2020(15): 16-17. LI Y J, HE Y F, GAO J H, DING Z J. Effect of rolling deformation amount on microstructure and properties of 2A14 aluminum alloy [J]. China Steel Focus, 2020(15): 16-17.
- [20] 高建新,马少义,刘浩,姚梦,张曼曼,李豹,张文学,王恒强. 2A14 铝合金高筒壳段轧制成形组织性能控制研究[A]. 第十五届全国塑性工程学会年会暨第七屆全球华人塑性加工技术交流会学术会议论文集[C]. 山东:中国机械工程学会塑性工程分会, 2017. 568-573.

GAO J X, MA S Y, LIU H, YAO M, ZHANG M M, LI B, ZHANG W X, WANG H Q. Study on microstructure and properties of 2A14 aluminum alloy high cylindrical shell ring rolling process[A]. Proceedings of the 15th Annual Meeting of the Chinese Society for

Plasticity Engineering and the 7th Global Chinese Conference on Plastic Processing Technology [C]. Shandong: China Society for Technology of Plasticity, 2017. 568-573.

(责任编辑:宫文婧)